

РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ХОЛОДНОМ МЕХАНИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ГЦК Fe-Ni-Al СПЛАВОВ

Шабашов В.А., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
litvinov@imp.uran.ru

С использованием мёссбауэровской спектроскопии начато рассмотрение температурных зависимостей процессов растворения дисперсных частиц интерметаллидов в матрицах Fe-Ni сплавов и формирования вторичных фаз в пересыщенной дефектами структуре. Проведен механический синтез сдвигом под высоким давлением во вращающихся наковальнях Бриджмэна систем Fe-Ni + Ni₃Al и Fe-Ni + Ni при температуре 300 К.

Показано, что в том и другом случаях формируется ГЦК твердый раствор Fe-Ni при растворении интерметаллидов и частиц никеля. В обоих случаях реализуется близкая к линейной зависимость содержания никеля в матрице от степени истинной деформации. Однако, в системе Fe-Ni + Ni₃Al наклон кривой зависимости изменения содержания никеля в матрице от степени деформации ΔC_{Ni} (ϵ) заметно снижается при уменьшении скорости деформирования смесей.

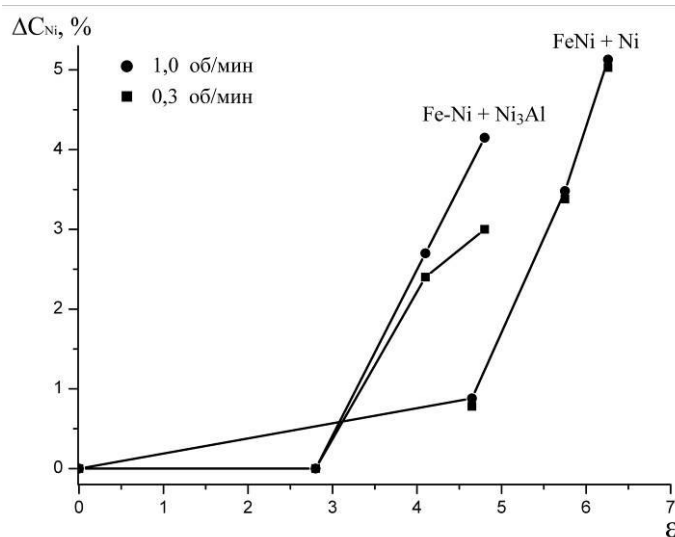


Рис. 1.

Этого не наблюдается в системе Fe-Ni + Ni, см. рис. 1. Невысокий отжиг показывает существенное различие в развитии процессов релаксационного распада двух систем. Ожидается интенсификация релаксационных процессов выделения вторичных фаз при повышении температуры деформации. Обсуждается механизм структурных превращений в процессе деформации и последующего отжига и влияния на него термодинамических стимулов формирования результирующих фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 14-13-00908.

СТРУКТУРА НАНО И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Al-Fe

Луценко Е.В., Белозеров В.В., Зубков А.И.

*Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»,
Харьков, Украина,
lutsenkoev@mail.ru*

Известно, что при конденсации из паровой фазы можно получать металлы любого состава с широким спектром структурных состояний и физико-механических свойств [1]. Вместе с тем закономерности кристаллизации таких объектов из паровой фазы к настоящему времени являются недостаточно изученными. В этой связи данная работа посвящена исследованию процессов формирования структуры конденсатов алюминия, легированных

железом. Характерной особенностью диаграммы Al-Fe является низкая (примерно до 0,025 ат.%) растворимость железа в алюминии.

Объектами исследований являлись фольги Al-Fe полученные электронно-лучевым испарением из различных источников и последующей конденсацией их паровых смесей на неореинтирующих подложках в вакууме (10^{-3} Па). Толщина образцов составляла 50-100 мкм. Содержание железа варьировали от 1 до 7 ат.%. Структурные исследования проводили методами рентгеновской дифрактометрии на ДРОН-3М и просвечивающей электронной микроскопии на JEM-2100, оборудованном приставкой для определения элементного и химического состава.

Основное внимание было уделено изучению зеренной структуры, концентрационных зависимостей периода кристаллической решетки алюминия и размера областей когерентного рассеяния (ОКР). Как следует из представленных данных, период решетки нелегированного конденсата алюминия соответствует значению, характерному для чистого алюминия металлургического происхождения, и составляет 4,0488 Å. Обращает на себя внимание необычный характер концентрационной зависимости $a - f(c)$ (рис.1). На экспериментальной кривой наблюдаются два участка: до содержания железа примерно 2 ат.% не происходит заметного изменения величины a . Увеличение концентрации Fe приводит к существенному снижению периода ГЦК решетки алюминия, что свидетельствует об образовании пересыщенного твердого раствора [2]. Оценка количества железа в кристаллической решетке алюминия в виде раствора замещения превышает 1 ат.%, что более чем на порядок превышает растворимость железа в алюминии в равновесном состоянии. Влияние концентрации железа на размеры ОКР матричного металла – алюминия имеет противоположный характер (рис.2).

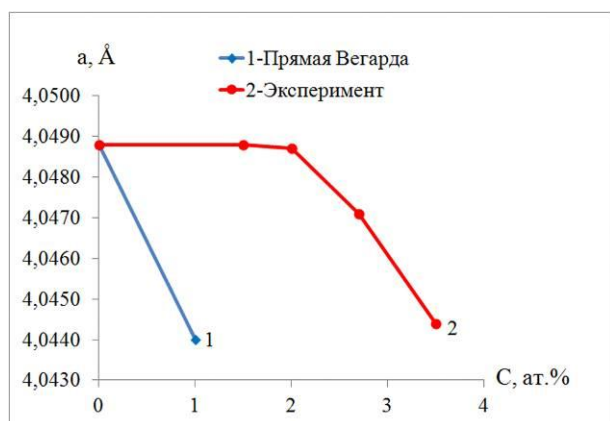


Рисунок 1. Изменение периода решетки от концентрации Fe

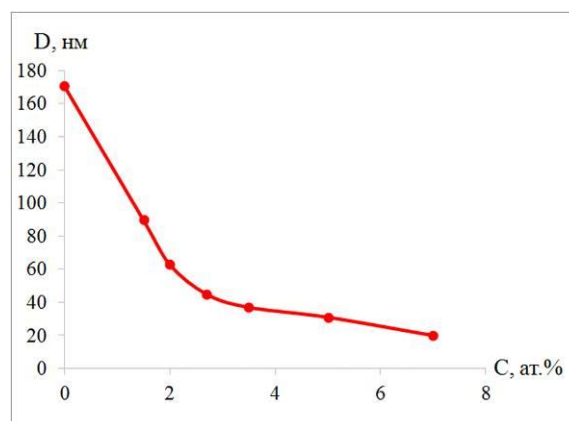


Рисунок 2. Изменение ОКР от концентрации Fe

До содержания железа примерно 2 ат.% происходит резкое снижение ОКР, при дальнейшем увеличении его концентрации величина ОКР изменяется незначительно, также происходит существенное изменение характера зеренной структуры и увеличение степени её дисперсности. Следует отметить то важное обстоятельство, что концентрационные области, в которых происходит существенное снижение ОКР и отсутствуют изменения в величине периода кристаллической решетки алюминиевой матрицы, практически совпадают. Легирование алюминия железом приводит к возникновению текстуры типа $\langle 100 \rangle$ перпендикулярно к поверхности образца. Степень текстурированности немонотонно зависит от содержания железа.

Анализ экспериментальных результатов позволяет предположить, что в процессе конденсации смеси паров данных элементов, происходит обогащение атомами железа поверхности растущих зерен алюминиевой матрицы, которые тем самым тормозят их рост. При достижении определенного количества атомов легирующего элемента на поверхностях кристаллов алюминия, происходит «замуровывание» атомов железа фронтом кристаллизации, что приводит к образованию пересыщенных растворов железа в алюминиевой матрице.

Аналогичные процессы были обнаружены при изучении структуры конденсатов бинарной системы Cu-Mo [3].

[1] Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок М.: Металлургия, 1986. С 143.

[2] Луценко Е. В., Зубков А.И. Прочность и электропроводность вакуумных конденсатов Al-Fe // Сборник тезисов докладов 54 Международной конференции «Актуальность проблемы прочности». – Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 11-15 ноября 2013 г. – С 73.

[3] Зубков А. И., Глуценко М. А., Островерх А. А. Структура вакуумных псевдосплавов Cu-Mo. Влияние концентрации молибдена и условий конденсации // Вестник НТУ «ХПИ» Сборник трудов. 2012. №66(972), С.186-189.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ, ФОРМИРУЕМОГО В СТАЛИ 06МБФ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

**Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.^{1,2}, Кошовкина В.С.³, Хомякова Г.В.², Тукеева М.С.¹,
Мельников Е.В.¹, Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.⁴, Добаткин С.В.⁵**

¹*ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

⁴*ЦНИИ строительных конструкций, Москва*

⁵*ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
galinazg@yandex.ru*

В работе представлены результаты экспериментальных исследований структуры и микротвердости стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в исходно нормализованном (920 °С, 30 мин.) и закаленном (от 920 °С, 30 мин. в воду) состояниях после кручения под давлением (КГД) (6 ГПа) на пять полных оборотов при комнатной температуре.

Исследование исходной структуры стали 06МБФ показало, что нормализация приводит к формированию ферритно-бейнитного состояния со средним размером зерна феррита 10 мкм и объемной долей бейнита около 5 %. После закалки структура была представлена мартенситом самоотпуска со средней толщиной пластин 0,4 мкм. Значения плотности дислокаций составляли $1,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ для исходно закаленного и нормализованного состояний соответственно.

Установлено, что КГД привело к формированию ультрамелкозернистого состояния (УМЗ) со средним размером (суб)зерна 91 нм в исходно нормализованном и 98 нм в закаленном состояниях. Анализ распределения зерен по размерам показал, что при близком среднем размере элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдаются отличия в значениях наиболее вероятного размера (суб)зерна после КГД: 55 нм – для исходно закаленного и 74 нм – для исходно нормализованного состояний.

Анализ рентгенограмм стали показал, что после КГД происходит уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий. Размер областей когерентного рассеяния уменьшается до 45 и 25 нм для УМЗ состояний, полученных в закаленных и нормализованных образцах при КГД; значения микродеформации кристаллической решетки $\Delta d/d$ для исследуемой стали увеличились на порядок от $\sim 10^{-4}$ (исходное состояние) до $\sim 10^{-3}$ (состояние после КГД). Плотность дислокаций при кручении возросла до 10^{11} см^{-2} независимо от исходного состояния стали. Это свидетельствует о больших внутренних напряжениях в структуре после КГД (микронапряжения второго рода $\sigma^{\text{II}} \approx 750 \text{ МПа}$).